

مهندسی متالورژی و مواد

https://jmme.um.ac.ir/



بررسی رفتار تغییر شکل گرم و تحولات ریزساختاری در آلیاژ نزدیک آلفا Ti-8Al-1Mo-1V*

مقاله پژوهشی

فاطمه زرقانی[۱]   غلامرضا ابراهیمی[۲]   امیر مومنی[۳]   حمید رضا عزت پور[۴]

DOI: 10.22067/jmme.2023.80724.1100

چکیده *آلیاژ تیتانیم نزدیک آلفا Ti-811 به دلیل خواصی نظیر استحکام ویژه بالا، دانسیته پایین و مقاومت به خوردگی عالی در صنایع هوافضا، خودروسازی و نظامی کاربرد گسترده‌ای دارد. در این پژوهش نمونه‌های استوانه‌ای با ارتفاع و قطر به ترتیب ۱۲ و ۸ میلی‌متر با کمک وایرکات تهیه و برای آزمون فشار گرم به کارگرفته شد. رفتار سیلان آلیاژ Ti-811 با آزمایش فشار گرم در محدوده‌ای از دماها (۹۵۰ ، ۹۷۵، ۱۰۰۰، ۱۰۲۵، ۱۰۵۰و ۱۰۷۵°C) و نرخ‌کرنش‌ها (۰/۰۰۱ ، ۰/۰۱، ۰/۱ و $1s^{-1}$) تحت کرنش ثابت ۰/۶ مورد بررسی قرار گرفته است. منحنی سیلان نشان داد که نرمی سیلان پیوسته اتفاق می‌افتد؛ که میزان آن در ناحیه دوفازی، در مقایسه با ناحیه تک فازی بیشتر است. تصاویر ریزساختاری گرفته شده با میکروسکوپ نوری و تحلیل‌های مکانیکی نشان داد که مکانیسم‌های نرمی در ناحیه تک فاز بتا، تبلور مجدد دینامیکی فاز بتا و در ناحیه دو فازی آلفا+بتا رنج گسترده‌ای از تغییرات ریزساختاری نظیر تغییر فاز دینامیکی، کروی شدن و موجی شدن آلفای لایه‌ای است.*

واژه‌های کلیدی آلیاژ نزدیک آلفا، Ti-811، تغییر شکل گرم، تبلور مجدد دینامیکی، کروی شدن.

Hot Deformation Characteristic and Microstructural Evolution of a Near Alpha Alloy Ti-8Al-1Mo-1V

Fateme zarghani   Gholamreza Ebrahimi   Amir momeni   Hamidreza Ezatpour

Abstract *Titanium alloy grade Ti–8Al-1Mo-1V (Ti-811) has been widely applied for many applications such as aerospace, automotive and military industries due to their high specific strength, low density, and excellent corrosion resistance. In this work, cylindrical specimens with a height of 12 mm and diameter of 8 mm were machined for the hot compression tests. the flow stress behavior of near-α alloy Ti-811 was investigated by hot compression testing under conditions of varying temperature (between 950, 975, 1000, 1025, 1050 and 1075 ˚C), strain rates (0.001, 0.01, 0.1 and $1s^{-1}$) and true strain up to 0. 6. The stress–strain curves of Ti-811 alloy revealed that the continuous flow softening occurs, anyway, the flow softening amount show greater flow softening in the two phase region as compared to the single phase region. Mechanical testingand optical microscopy analyses indicate that dynamic recrystallization occurred, for single-phase β microstructure. However; a broad variety of microstructure formation mechanisms including allotropic phase transformations, platelet kinking and globularization occurred for two- phase α + β region.*

Keywords Near- α alloy Ti-811, Hot compression, Dynamic recrystallization, Globularization.

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۱/۱۱/۱ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۲/۲/۲۳ می‌باشد.

(۱) دانشجوی دکتری مهندسی مواد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار.

(۲) نویسندهٔ مسئول، استاد، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد.

Email: r.ebrahimi@um.ac.ir

(۳) دانشیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی همدان، همدان.

(۴) دانشیار، گروه علوم مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار.

مقدمه

آلیاژهای تیتانیم به طور خاص آلیاژهای شبه‌آلفا و آلیاژهای دوفازی به دلیل نسبت استحکام به وزن مطلوب در دمای بالا، تافنس شکست و شکل‌پذیری و استحکام خزشی بالا به طور گسترده در صنعت هوافضا استفاده می‌شوند [1,2]. به طور کلی خواصی نظیر نسبت استحکام ویژه بالا، انعطاف‌پذیری مطلوب و مقاومت به خوردگی بالا در تیتانیم و آلیاژهای آن سبب استفاده گسترده آن در صنعت شده است [3]. در میان آلیاژهای تیتانیم، آلیاژ نزدیک آلفای Ti-8Al-1MO-1V به اختصار (Ti-811) با خواص دانسیته پایین، مدول یانگ بالا، پایداری حرارتی و قابلیت جوشکاری خوب و بالاترین نسبت استحکام کششی به دانسیته به عنوان یکی از مهمترین مواد برای ساخت تیغه‌های (Blades) کمپرسورهای موتور هواپیماهای پیشرفته مورد استفاده است [4]. اگرچه استحکام کششی آلیاژ برابر با آلیاژ Ti-6Al-4V است اما استحکام دما بالا و مقاومت به خزش آلیاژ Ti-811 از تمام آلیاژهای دوفازی تیتانیم بیشتر است. استحکام ویژه و استحکام خزشی بالا از این آلیاژ سبب به کارگیری آن در محدوده دمایی حدود ۴۵۰°C شده است [5]. آلیاژ Ti-811 با دارا بودن بهترین ترکیب از مقاومت به خستگی در تعداد سیکل کم و زیاد تمام خواص مورد نیاز برای ساخت تیغه‌های کمپرسورها و توربینهای بخار را دارا بوده و بهترین گزینه برای ساخت آنها محسوب می‌شود [6]. با توجه به اینکه تیغه‌های توربینهای بخار دارای شکل‌های متقارن هستند، بنابراین فرایند آهنگری گرم که قابلیت تولید شکل‌های پیچیده را دارد، فرایند بهینه برای ساخت آنها محسوب می‌شود [7]. خواص مکانیکی از قطعات ساخته شده با فرایندهای ترمومکانیکال تحت تأثیر ریزساختار قرار دارد؛ و برای آلیاژهای تیتانیم با توجه به وجود دو فاز آلفا و بتا پارامترهای تغییر شکل نظیر دما، نرخ کرنش و کرنش تأثیر قابل توجهی بر ریزساختار نهایی قطعه می‌گذارد [8]، بنابراین درک درست از رفتار تغییر شکل گرم آلیاژها ضروری است. تحقیقات زیادی در مورد بررسی رفتار تغییر شکل گرم آلیاژهای تیتانیم و تأثیر پارامترها بر رفتار سیلان و تحولات ریزساختاری حاصل از تغییر شکل انجام شده است. ماتسوموتو و همکارانش [9] قابلیت تغییر شکل آلیاژ Ti-64 در طی نورد گرم را مورد بررسی قرار داده و با کمک تصاویر ریزساختاری نشان داده‌اند که وقوع تبلور مجدد پیوسته منجر به شکل‌گیری دانه‌های ریز و در نهایت دست‌یابی به آلیاژی ریزدانه با قابلیت تغییر شکل بالا می‌شود. ذاکاری و وو [10] رفتار کشش گرم چند آلیاژ شامل Ti-64و Ti-811 و Ti-153 تحت نرخ کرنش بالا را مورد بررسی قرار داده و تشکیل و عدم تشکیل باندهای برشی به ترتیب در آلیاژ Ti-64، Ti-811و Ti-153 راگزارش کرده‌اند. جهازی و همکاران [11] وقوع تبلور مجدد دینامیکی در آلیاژ IMI834 در رنج گسترده از دماها و نرخ کرنش‌ها مورد تحقیق قرار داده و بر اساس مشاهدات ریزساختاری قبل و بعد از تغییر شکل نتیجه‌گیری کرده‌اند که در ناحیه تک فاز تبلور مجدد در کنار بازیابی دینامیکی اتفاق می‌افتد؛ اما به خاطر کسر حجمی کم از دانه‌های تبلور مجدد تغییر پارامترهای دما و نرخ‌کرنش تأثیر زیادی بر میزان کسر حجمی تبلور مجدد ندارد. لو و همکاران [12] رفتار فورج گرم آلیاژ Ti-64 را در ساخت تیغه‌های توربین‌ها با کمک معادلات ریاضی شبیه‌سازی کرده و با تشخیص نواحی پایدار و ناپایدار برای تغییر شکل، پارامترهای بهینه برای مشاهده بهترین ریزساختار مورد نظر برای پره‌های توربین‌ها را گزارش کرده‌اند. مومنی و عباسی [13] در بررسی تأثیر پارامترها بر رفتار سیلان آلیاژ Ti-64، تبلور مجدد دینامیکی و بازیابی را برای ناحیه تک فازی و کروی شدن آلفای لایه‌ای و نیز تغییر فاز دینامیکی آلفا به بتا را برای ناحیه دو فازی به عنوان تحولات ریزساختاری بیان کرده‌اند. همچنین با تحلیلهای مکانیکی و کمک پارامترهای نرخ تغییرات کارسختی و پارامتر زنر هولمان وقوع تبلور مجدد به عنوان مکانیزم اصلی منجر به نرمی در ناحیه تک فاز را اثبات کرده‌اند. گو و همکاران [14] در بررسی رفتار تغییر شکل کشش گرم آلیاژ Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V (TA15) بیان داشته‌اند که دانه‌های کوچک فاز بتا ناشی از تبلور مجدد در مرزدانه‌ها و نیز در نقاطی که عیوبی نظیر حفره به وجود آمده تشکیل شده‌اند. هر چند تحقیقات زیادی در مورد تغییر شکل گرم آلیاژهای تیتانیم انجام شده است، اما تحقیقات در مورد آلیاژ Ti-811 محدود است. به طور مثال شی و همکاران [5] تأثیر عملیات حرارتی پس از تغییر شکل بر ریزساختار و خواص مکانیکی و وضعیت شکست قطعات آلیاژ Ti-811 را مورد بررسی قرار داده و در نهایت پارامترهای بهینه برای دستیابی به ریزساختار بهینه که داری فاز آلفای کروی در زمینه فاز بتا باشد، را مشخص کرده‌اند. رفتار خستگی سیکل بالا از تیغه‌های توربین‌ها از آلیاژ Ti-811 توسط یانگ و همکاران تحقیق شده است [15]. شنگ و همکاران [16] به بررسی اثر رسوب Ti3Al

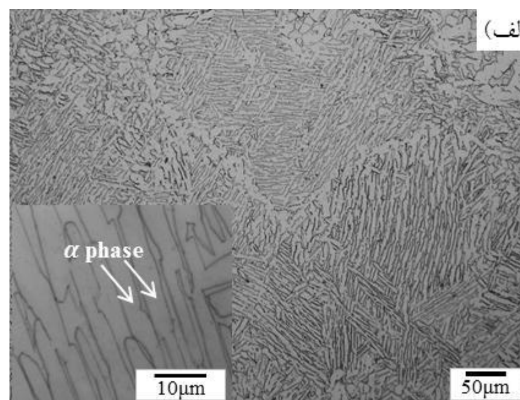
در ریزساختار و اثر گذاری آن بر خواص خوردگی از قطعات ساخته شده از آلیاژ Ti-811 پرداخته‌اند و برای بهبود وضعیت خوردگی تغییر ریزساختار با کمک عملیات حرارتی را مناسب دانسته‌اند. با وجود اهمیت قابل توجه آلیاژ Ti-811 و کاربرد آن برای ساخت تیغه‌های توربینها و نیاز به شناخت رفتار آلیاژ در آهنگری گرم تحقیقات محدودی در این زمینه وجود دارد و رفتار تغییر شکل آن به خصوص در زمینه آهنگری گرم کاملا واضح نیست، بنابراین هدف از این پژوهش بررسی رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ Ti-811 تحت آزمایش فشار گرم و بررسی تحولات ریزساختاری است.

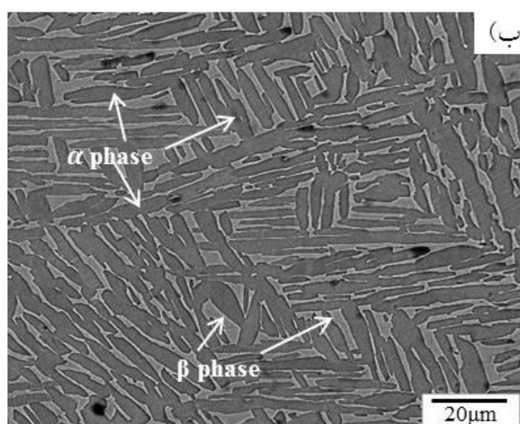
مواد و روش‌ها

در این پژوهش، آلیاژ Ti-811 با ترکیب شیمیایی ذکر شده در جدول (۱) به عنوان آلیاژ پایه انتخاب شد. این آلیاژ با دارا بودن حدود ۸ درصد وزنی آلومینیوم، ۱درصد وزنی وانادیم و ۱درصد وزنی مولیبدن در دسته آلیاژهای نزدیک آلفا قرار می‌گیرد. در حین فرایند، آلومینیوم به عنوان پایدار کننده فاز آلفا و وانادیم و مولیبدن به عنوان پایدار کننده فاز بتا عمل می‌کنند و ریز ساختار آلیاژ در دمای اتاق شامل فاز آلفا در زمینه‌ای از فاز بتا است [17]. در این پژوهش نیز ابتدا با روش آنالیز حرارتی به کمک دستگاه STA 504 دمای استحاله بتا (دمای تبدیل فاز آلفا به فاز بتا) برابر با ۱۰۳۰°C تعیین شد و در ادامه با دانستن دمای استحاله بتا، فرایند سیکل عملیات حرارتی بتا آنیل طراحی که در طی آن آلیاژ به دمایی بالاتر از دمای استحاله بتا گرم شده (در این پژوهش ۱۰۵۰°C) و برای اطمینان از حصول ساختار تک فاز بتا یک ساعت در این دما نگه داشته شده و سپس در حمام آب هم‌دمای محیط فروبرده شده است. ریز ساختار حاصل از این سیکل، دسته‌هایی از فاز آلفای لایه‌ای (رنگ تیره در تصاویر میکروسکوپ الکترونی) در زمینه‌ای از فاز بتا است که در شکل (۱) نشان داده شده است. به منظور شبیه‌سازی شرایط آهنگری گرم آزمایش فشار گرم به کار گرفته شد. برای آزمایش فشار در ابتدا استوانه های با ارتفاع و قطر به ترتیب ۱۲ و ۸ میلی‌متر با استفاده از وایرکات تهیه شدند. آزمون فشارگرم با دستگاه کشش- فشار زوئیک رول مدل Z250 با ظرفیت ۲۵ تن مجهز به کوره مقاومتی (حداکثر دما ۱۲۵۰ °C) با دقت ±۵°C انجام شد. در این پژوهش برای کنترل دما از ترموکوپل نوع K، در تماس با نمونه و به منظور کاهش اثر اصطکاک در تغییر شکل دما بالا از روان کار پودر گرافیت استفاده شد. آزمون فشار در دماهای ۹۵۰، ۹۷۵، ۱۰۰۰، ۱۰۲۵، ۱۰۵۰ و ۱۰۷۵°C با نرخ کرنش اعمالی ۰/۰۰۱– ۰/۰۱، ۰/۱ و $1s^{-1}$ و کرنش حقیقی ۰/۶ انجام شد. برای اجرای آزمون ابتدا نمونه‌ها به دمای تغییر شکل گرم شده و ۱۵ دقیقه در این دما نگه داشته شدند تا ساختار تعادلی ایجاد شود، سپس تغییر شکل انجام و پس از آن به منظور حفظ ساختار حاصل از تغییر شکل نمونه‌ها فوری در حمام آب هم دمای محیط کوئینچ شدند. شکل (۲) طرحواره‌ای از فرایند تغییر شکل را نشان می‌دهد. داده‌های حاصل از آزمون فشار به صورت منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی است که قبل از تحلیل، اثر گرمای حاصل از تغییر شکل بر روی آنها اصلاح شده است. به منظور بررسی ریزساختاری، پس از انجام تغییر شکل ابتدا نمونه‌ها در امتداد محور فشار برش داده شده و پس از آماده سازی سطح در محلول (مخلوطی از HNO_3، HF و H_2O) با نسبت‌های ۱، ۳ و ۶ در صد حجمی) [4] به مدت زمان ۴۰ تا ۶۰ ثانیه حکاکی شدند. برای تصاویر ریزساختاری از میکروسکوپ نوری مارک الیمپوس مدل GX51 مجهز به دوربین دیجیتال و میکرو سکوپ الکترونی روبشی مدل Prox، ساخت شرکت Phenom استفاده شده است.

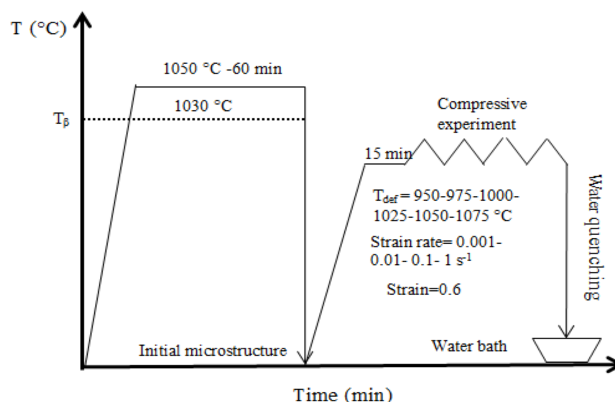
جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده

عنصر	درصد وزنی
Ti	پایه
Al	۷/۳۵
Mo	۰/۷۵
V	۰/۷۵
Fe	۰/۳
C	۰/۰۸





شکل ۱ ریزساختار آلیاژ بعد از کوئینچ از دمای بالاتر از استحاله بتا (°C ۱۰۵۰) : (الف) تصویر میکروسکوپ نوری، (ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی



شکل ۲ طرحواره سیکل آزمون فشار در کنارعملیات حرارتی فلز پایه

نتایج

تحلیل منحنی‌های سیلان

در تغییر شکل فشار گرم، بخشی از انرژی نغییر شکل به انرژی گرمایی تبدیل می‌شـــود، که منجر به افزایش دمای نمونه به خصوص در موادی با رسانایی حرارتی کم می‌شود. این تغییرات در دما سبب بروز خطاهایی در منحنی سیلان می شود. یکی از این خطاها کاهش قابل توجه سطح تنش پس از تنش حداکثری است. بنابراین منحنی‌های سیلان حاصل از آزمایش نمی‌تواند منعکس‌کننده رفتار سیلان صحیح از مواد باشد. میزان افزایش دما ناشـی از گرمای تغییر شـکل به کمک رابطه (۱) محاسـبه می‌شود.

$$\Delta T = \frac{\lambda\eta}{\rho C_p}\int \sigma d\varepsilon \qquad (۱)$$

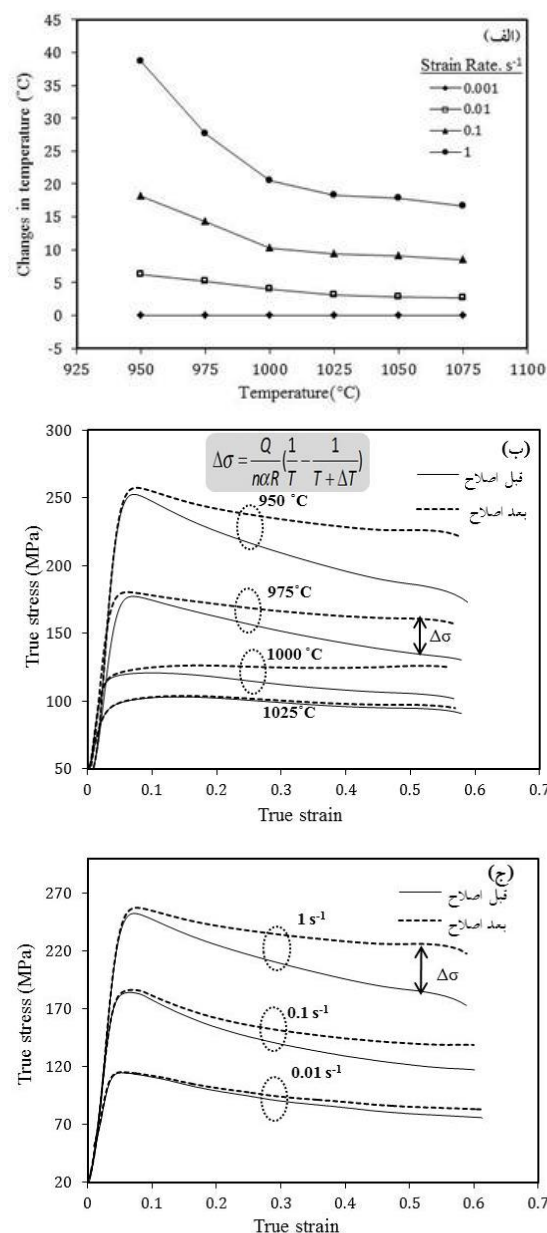
که در این رابطه ΔT افزایش دما، η فاکتور اصـلاح آدیاباتیک، σ و ε به ترتیب تنش حقیقی (MPa) و کرنش حقیقی، C ظرفیت حرارتی و ρ دانسـیته از مواد اسـت [18]. λ برابر با ۰/۹۵، کسر انرژی تغییر شکل که به گرما تبدیل می شود [19]. فاکتور اصلاح آدیاباتیک در نرخ کرنش‌های ۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و $1s^{-1}$ به ترتیب تقریبا برابر با ۰، ۰/۲۵، ۰/۵ و ۰/۷۵ است [20]. ظرفیت حرارتی و دانسیته از آلیاژ Ti-811 به ترتیب برابر با ۵۰۲ j/kg.k و ۴/۳۷ g/cm^3 اسـت [17]. شـکل (۳) میزان افزایش دما تحت اثر دمای تغییر شـکل را نشـان می‌دهد. بر اساس شکل در دمای ثابت با افزایش نرخ کرنش میزان تغییر دما افزایش می‌یابد. با توجه به اینکه، در نرخ کرنش بالا فرایند تغییر شکل در زمان کوتاهی کامل شده و زمان کافی برای پخش شدن گرما وجود ندارد، میزان افزایش دما در نرخ کرنش های بالا بیشتر است. همچنین در نرخ کرنش ثابت با افزایش دمای تغییر شکل میزان تغییر دما کاهش می‌یابد. نتایج مشابه در تغییر شکل گرم آلیاژ Ti-5.5Al-1Fe توسـط کویکی [21] گزارش شـده اسـت. با توجه به شـکل (۳) میزان افزایش دما در تغییر شـکل آلیاژ Ti-811 قابل توجه بوده و باید اثر آن بر نمودارهای سیلان اصلاح شود، اما در نرخ کرنش‌های ۰/۰۱و ۰/۰۰۱ حداکثر تغییر دما برابر با ۵/۸ است بنابراین می‌توان از تأثیر گرمای تغییر شکل بر منحنی‌های سیلان در این نرخ کرنش‌ها صرف نظر کرد. پس از محاسبه افزایش دما ناشی از گرمای تغییر شکل می‌توان میزان تغییر تنش سیلان را با رابطه (۲) محاسبه کرد.

$$\Delta\sigma = \frac{Q}{n\alpha R}\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T+\Delta T}\right) \qquad (۲)$$

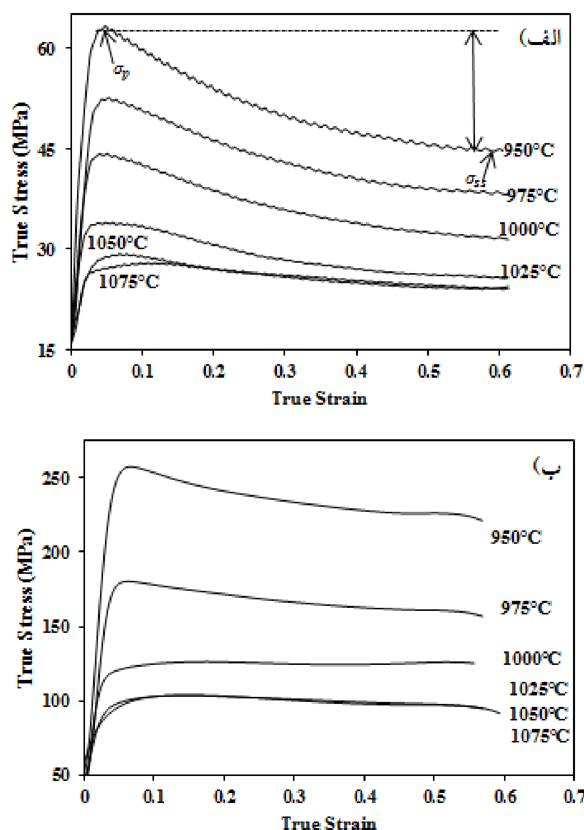
که در این رابطه Q انرژی فعال‌سـازی (KJ/mol)، R ثابت گازها (۸/۳۱۴J/mol.K)، T دمای تغییر شکل، ΔT میزان افزایش دما، n توان تنشی و α ثابت مواد هستند. نحوه اصلاح و محاسبه پارامترهای یاد شده به تفصیل در مرجع [19] آورده شده است. با محاسـبه پارامترهای به کار رفته در رابطه (۲) در نهایت

اختلاف تنش منحنی در حالت اصلاح نشده و اصلاح شده محاسبه می شود. در شکل (۳-ب) و (۳-ج) منحنی‌های سیلان قبل و بعد از اصلاح اثر گرمای تغییر شکل نشان داده شده است. براساس مقایسه بین منحنی‌های سیلان اصلاح شده و منحنی‌های حاصل از آزمایش تجربی، اختلاف دما منجر به افزایش مقاومت به تغییر شکل، به خصوص در دماهای پایین می شود. علاوه بر این موقعیت تنش ماکزیمم (تنش پیک) تغییر نمی‌کند، بنابراین اصلاح دمای تغییر شکل قواعد ماکرو سکوپی از تغییر شکل را تغییر نمی‌دهد. در کرنش‌های کم تفاوت دو منحنی بسیار کم است، اما با افزایش کرنش، منحنی اصلاح شده به طور قابل توجهی بالاتر از منحنی اصلاح نشده قرار می‌گیرد. منحنی‌های تنش حقیقی- کرنش حقیقی حاصل از آزمون فشار برای دماهای مختلف و دو نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ و $1s^{-1}$ پس از اصلاح اثر گرمای تغییر شکل در شکل (۴) نشان داده شده است. بر اساس شکل‌ها، پارامترهای تغییر شکل بر منحنی‌های سیلان اثر گذار است. به طور کلی، تنش‌های سیلان با افزایش دمای تغییر شکل کاهش می یابد و با افزایش نرخ کرنش افزایش می یابد. کاهش تنش سیلان با افزایش دما، را می‌توان به فعال سازی حرارتی که منجر به تسریع فرایندهای نفوذ در دماهای بالا می شود نسبت داد [22]. برای تمام وضعیت‌های تغییر شکل، در ابتدای آزمون فشار، سطح تنش بدون تغییر قابل توجه در کرنش افزایش یافته و به یک مقدار تنش حداکثر می‌رسد. این افزایش سطح تنش با افزایش کرنش به اثر کرنش سختی ناشی از تولید و تجمع نابه‌جایی‌ها مرتبط است. تنش حداکثر در تمام وضعیت‌ها در کرنش‌هایی کمتر یا برابر با ۰/۱ مشاهده می شود. در ادامه فرایند و با افزایش کرنش، سطح تنش سیلان کاهش یافته و کار نرمی اتفاق می‌افتد و نمودار به یک حالت صاف و پایدار می‌رسد. نرمی سیلان به دلیل ترکیبی از اثر گرمای تغییر شکل و پدیده‌های ریزساختاری است، که در دماهای پایین مشهودتر است. با توجه به اینکه اثر گرمای تغییر شکل از منحنی‌ها حذف شده دلیل نرمی می‌تواند تحولات ریز ساختاری نظیر تغییر کسر حجمی و مورفولوژی فاز آلفا برای ناحیه دو فازی و نیز پدیده بازیابی و تبلور مجدد فاز بتا برای ناحیه تک فازی باشد [23]. یک تفاوت قابل توجه در شکل کلی از منحنی‌های تنش-کرنش تفاوت مقدار نرمی سیلان است. نرمی سیلان که به صورت اختلاف تنش حالت پایدار با تنش پیک تعریف می‌شود برای همه وضعیت‌های تغییر شکل بالای دمای استحاله بتا کمتر از مقدار نرمی سیلان برای وضعیت‌های تغییر شکل پایینتر از دمای استحاله بتا است. منحنی‌های سیلان برای تمام دماها و در نرخ کرنش$^{-1}$۰/۰۰۱s دارای دندانه هایی است که، نشان‌دهنده ناپایداری سیلان پلاستیک از مواد است. وجود این منحنی‌های دندانه‌دار در تغییر شکل دمای اتاق و دمای بالا از سایر مواد نظیر آلومینیوم و فولاد [24] و همچنین آلیاژهای تیتانیم IMI834 [25] و Ti-64 [23] گزارش شده است. برای تحلیل نمودارها دو وضعیت تغییر شکل در ناحیه تک فاز بتا و تغییر شکل در ناحیه دوفازی در نظر گرفته می‌شود. در طول تغییر شکل در ناحیه تک فاز بتا و نرخ کرنش$^{-1}$۰/۰۰۱s ، تمام منحنی های سیلان شامل یک نقطه حداکثری هستند که با ادامه تغییر شکل به حالت صاف و پایدار می‌رسد. به طور کلی، وجود این نقطه حداکثر در منحنی‌ها نشان دهنده پدیده تبلور مجدد در حین تغییر شکل است [26]. مؤمنی و عباسی [13] در تغییر شکل آلیاژ Ti-64 نتیجه مشابه در رفتار سیلان گزارش کرده و وجود نقطه حداکثری را ناشی از وقوع تبلور مجدد دینامیکی در فاز بتا دانسته‌اند. اما در نرخ کرنش برابر با $1s^{-1}$ منحنی‌های سیلان برخلاف منحنی‌ها در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱، بدون نقطه حداکثری ظاهر می‌شوند. صاف بودن منحنی‌ها و عدم وجود نقطه تنش حداکثری نشان‌دهنده پدیده بازیابی دینامیکی فاز بتا در نرخ کرنش‌های بالا است. اما در طول تغییر شکل در ناحیه دوفازی، تمام منحنی‌ها نقطه تنش حداکثری و به دنبال آن افت در تنش سیلان را نشان می‌دهند که با توجه به وجود دو فاز می‌تواند حاکی از تحولات ریزساختاری نظیر تغییر کسر حجمی فاز آلفا و بتا در اثر تغییر فاز دینامیکی، تغییر مورفولوژی فاز آلفا نظیر کروی شدن و موجی شدن لایه‌های آلفا باشد. یک نکته قابل ذکر در مورد رفتار منحنی ها در دمای $^{\circ}C$۱۰۰۰، تفاوت شکل منحنی در نرخ کرنش پایین و بالا است. بر اساس شکل‌ها منحنی سیلان در دمای $^{\circ}C$۱۰۰۰و نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ دارای یک نقطه تنش حداکثری واضح است که با افزایش کرنش نرمی سیلان اتفاق می‌افتد اما با افزایش نرخ‌کرنش به $1s^{-1}$، این نقطه تنش حداکثری کاملا از بین رفته و منحنی مشابه با منحنی‌های ناحیه تک فاز صاف است. این پدیده می‌تواند بیانگر تغییر فاز دینامیکی فاز آلفا به بتا و وقوع بازیابی دینامیکی در ریزساختار با شد. در پدیده تغییر فاز دینامیکی، به سبب کرنش دمای تغییر

شکل افزایش یافته و شرایط برای تشکیل فاز پایدار در دمای بالا (فاز بتا) را فراهم می‌آورد [22]. علاوه بر شکل ظاهری منحنی‌های سیلان، بر اساس پارامترهای دیگری نظیر تغییرات نرخ کارسختی و نیز محاسبه تنش بحرانی می‌توان وقوع پدیده‌های تبلور مجدد و بازیابی دینامیکی را مورد بررسی قرار داد که در ادامه آورده شده است.



شکل ۳ (الف) تغییرات دمایی ناشی از تغییر شکل در دماها و نرخ-کرنش‌های مختلف، (ب) تغییرات منحنی‌های سیلان بعد از اصلاح اثر گرمای تغییر شکل در دماهای مختلف و نرخ‌کرنش ثابت $1 s^{-1}$، (ج) تغییرات منحنی‌های سیلان در نرخ کرنش‌های مختلف و دمای ثابت ۹۵۰°C



شکل ۴ منحنی‌های تنش حقیقی- کرنش حقیقی برای آلیاژ Ti-811 در دو نرخ کرنش، (الف) $۰/۰۰۱ s^{-1}$ و (ب) $1 s^{-1}$

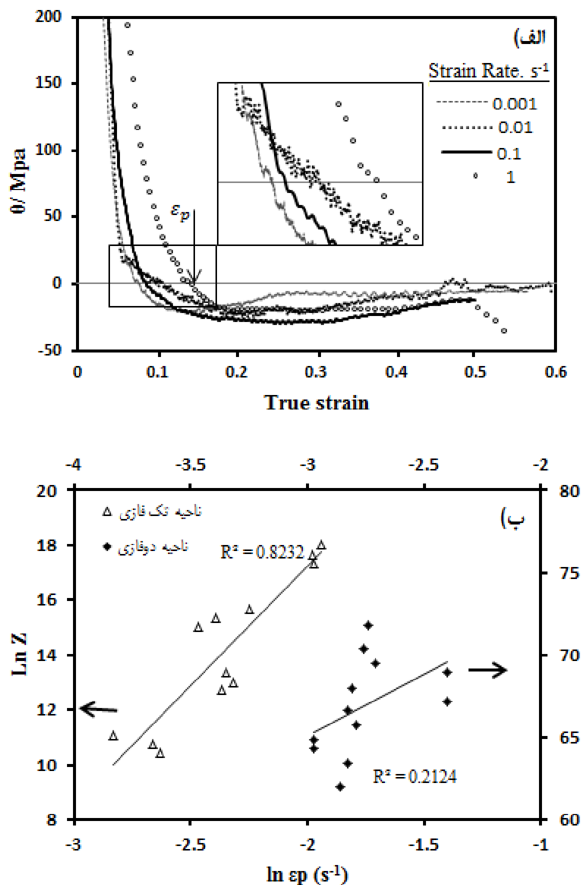
تحلیل ترمودینامیکی نتایج مکانیکی

تغییرات نرخ کارسختی (θ یا همان شیب منحنی تنش-کرنش) با کرنش در شکل (۵) می‌تواند وقوع یا عدم وقوع تبلور مجدد را مشخص کند. در شکل (۵) منحنی‌های نرخ کارسختی بر حسب کرنش برای دمای ۱۰۷۵°C به عنوان نماینده ناحیه تک فازی رسم شده است. بر اساس شکل برای تمام وضعیتها، مقدار پارامتر θ در ابتدا زیاد است که نشان دهنده غلبه کارسختی در مراحل اولیه تغییر شکل است، اما با افزایش کرنش نرخ کارسختی کاهش یافته و به صفر می‌رسد. کرنشی که در آن نرخ کارسختی برابر با صفر می‌شود به عنوان کرنش حداکثری تعریف می‌شود، که در شکل با فلش ε_p مشخص شده است و نقطه آغازین نرمی سیلان است. در ادامه و با افزایش بیشتر کرنش، نرخ کارسختی همچنان کاهش یافته و منفی می‌شود که نشان دهنده وقوع پدیده‌های ریزساختاری منجر به نرمی سیلان است. بر اساس نتایج ارائه شده در تحقیقات [13,27] وقتی منحنی‌های نرخ کارسختی در نرخ

کرنش‌های مختلف همگی در یک کرنش تقریبا یکسان به صفر برسند، این عامل منعکس‌کننده کرنش حداکثری یکسان برای تمامی نرخ کرنش‌ها است. بنابراین، کرنش حداکثری برای شروع نرمی سیلان به نرخ کرنش و در نتیجه به پارامتر زنر هولمان وابسته نیست. چنین رفتاری در تضاد با آلیاژی است که تبلور مجدد در آن اتفاق می‌افتد. اما زمانی که در ریزساختار تبلور مجدد دینامیکی اتفاق بیفتد منحنی‌های نرخ کارسختی در کرنش‌های مختلف به صفر می‌رسند، به عبارتی کرنش حداکثری وابسته به نرخ کرنش و در نتیجه وابسته به پارامتر زنر هولمان است. منحنی‌های نرخ کارسختی بر حسب کرنش برای دمای ۱۰۷۵°C در کرنش‌های متفاوت به صفر رسیده است که نشان‌دهنده وقوع تبلور مجدد در ریزساختار است. همچنین می‌توان به کمک رابطه (۳) مقدار پارامتز زنر هولمان را محاسبه کرده و مقادیر پارامتر زنر بر حسب کرنش پیک را رسم کرد.

$$Z = \dot{\varepsilon} Exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (۳)$$

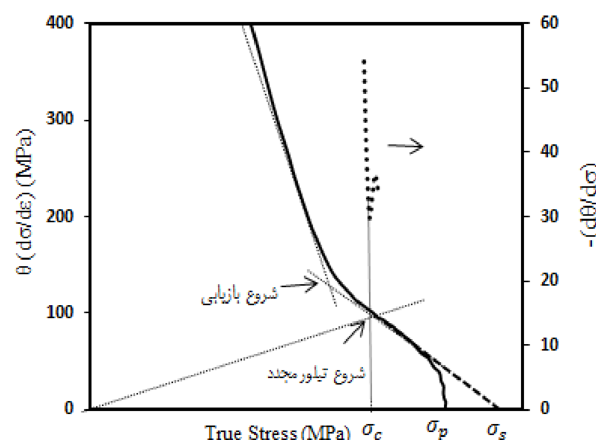
در این رابطه Q انرژی فعال‌سازی است که از داده‌های حاصل از منحنی‌های سیلان محاسبه می‌شود، T دمای تغییر شکل بر حسب کلوین و R ثابت گازها است. مقادیر انرژی فعال‌سازی برای ناحیه دوفازی و تک فازی متفاوت و به ترتیب برابر با ۷۳۰ و ۱۹۴kJ است که با جایگذاری این مقادیر و مقادیر نرخ کرنش در رابطه پارامتر زنر محاسبه می‌شود. شکل (۵-ب) وابستگی کرنش پیک به پارامتر زنر هولمان برای ناحیه دوفازی و تک فازی را نشان می‌دهد که بر اساس شکل مشخص است در ناحیه تک فازی بین کرنش حداکثری و پارامتر زنر هولمان رابطه برقرار است در حالی که در ناحیه دوفازی ارتباط وجود ندارد. بنابراین نرمی سیلان در ناحیه دو فازی ناشی از پدیده‌هایی جز تبلور مجدد است، اما نرمی سیلانی که در منحنی‌های تنش- کرنش ناحیه تک فازی مشاهده می‌شود ناشی از تبلور مجدد و بازیابی دینامیکی حین تغییر شکل است. همان طور که در منحنی‌های سیلان نیز مشاهده شد برای ناحیه تک فازی منحنی‌ها در نرخ کرنش $۰/۰۰۱s^{-1}$ دارای نقطه تنش حداکثری هستند که با افزایش نرخ کرنش به $1s^{-1}$ منحنی‌ها صاف و بدون نقطه حداکثری ظاهر می‌شوند که نشان‌دهنده غلبه بازیابی دینامیکی است.



شکل ۵ (الف) منحنی‌های نرخ کارسختی بر حسب کرنش در دمای °C ۱۰۷۵ و (ب) ارتباط بین کرنش حداکثری و پارامتر زنر هولمان

در آخر ر سم منحنی‌های نرخ کار سختی و قرینه م شتق آن نســبت به تنش، به ترتیب وقوع باز یابی یا تبلور مجدد در ریز ساختار و تنش بحرانی برای شروع آنها در ناحیه تک فازی و تأیید گفته‌های پیشین را مشخص می‌کند. در شکل (۶) منحنی تغییرات نرخ کارســختی بر حســب تنش برای دمای ۱۰۵۰°C و نرخ کرنش $۰/۱ s^{-1}$ مشاهده می‌شود، منحنی از سه بخش تشکیل شده ا ست که دو بخش آن تقریبا خطی و بخش سوم غیرخطی اســت. برای بخش خطی اول، در تنش‌های کم با افزایش ســطح تنش نرخ کار سختی با سرعت کاهش می‌یابد. به عبارتی شیب بخش اول با ر سیدن به یک کرنش بحرانی کاهش یافته و بخش خطی دوم آغاز می‌شود. این کرنش، در حقیقت کرنشی است که تشکیل دانه‌های فرعی آغاز شده و بازیابی دینامیکی آغاز می‌شود که در شکل (۶) با فلش م شخص شده ا ست. پس از این نقطه شـــیب منحنی همچنان کاهش می‌یابد تا در انتهای ناحیه خطی دوم و رســیدن به تنش بحرانی (σ_c)، تبلور مجدد دینامیکی آغاز

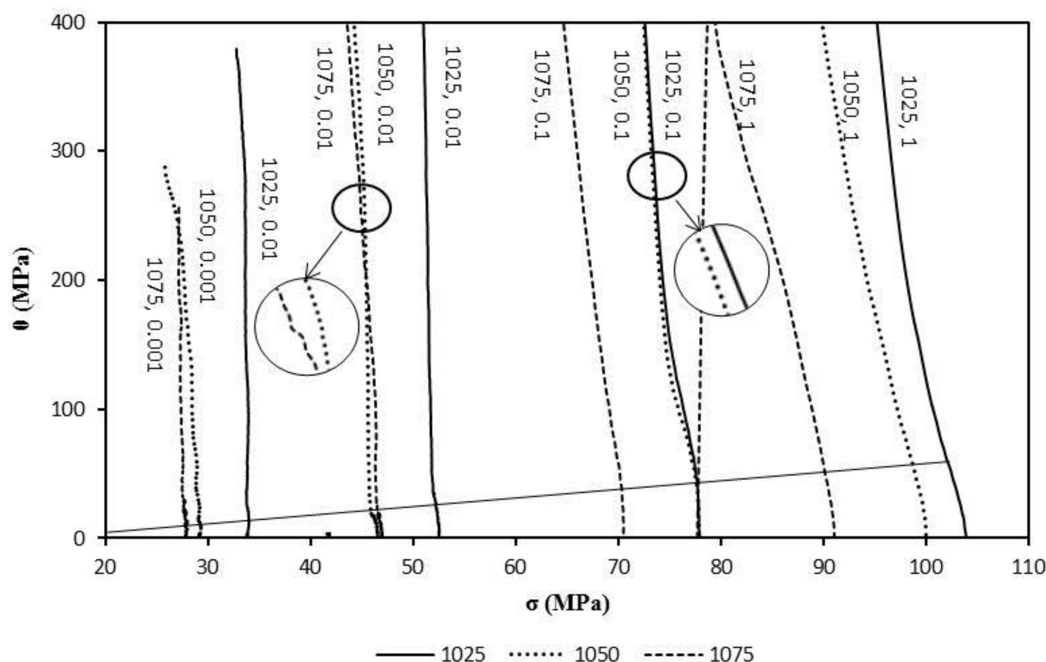
شود. تنش بحرانی برای هر وضعیت تغییر شکل برابر با تنشی است که در آن منحنی قرینه مشتق نرخ کارسختی (منحنی نقطه‌چین) بر حسب تنش یک نقطه حداقل را نشان دهد.



شکل ۶ منحنی‌های تغییرات نرخ کارسختی Ti-811 (منحنی خط پر) و مشتق آن (منحنی نقطه چین) نسبت به تنش حقیقی در دمای ۱۰۵۰°C و نرخ کرنش s^{-1} ۰/۱

پس از این نقطه، نرخ کار سختی دوباره با سرعت بیشتری کاهش یافته و به نقطه تنش حداکثری (σ_p)، که در آن نرخ کار سختی برابر با صفر است، می‌رسد. در نهایت برون‌یابی از بخش خطی نمودار، محور تنش را در تنش اشباع (σ_s)، که برای پیش‌بینی فرایند بازیابی به کار می‌رود، قطع می‌کند.

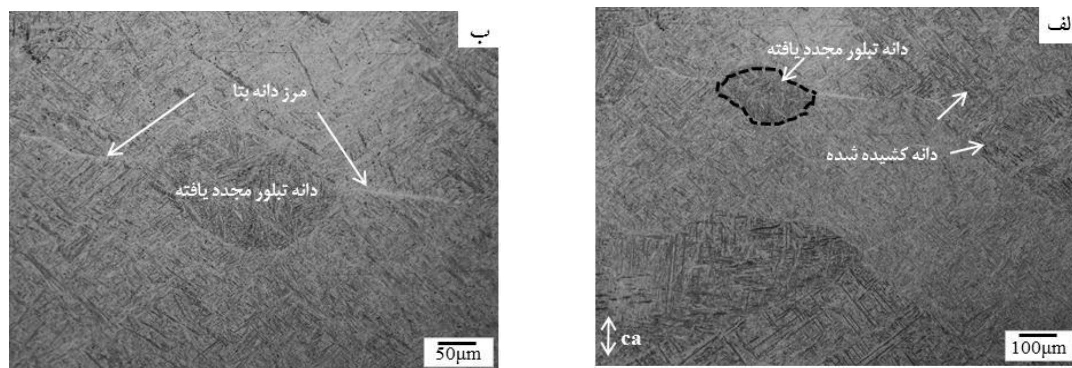
بر اساس این توضیحات اگر در ساختار تبلور مجدد دینامیکی اتفاق بیفتد، منحنی θ–σ در شکل (۶) به صورت خط پر است، اما اگر بازیابی دینامیکی اتفاق بیفتد منحنی به صورت خط چین است [۲۸]. منحنی‌های تغییرات نرخ کارسختی بر حسب تنش در دماها و نرخ کرنش‌های مختلف به صورت مجموع در شکل (۷) نشان داده شده است. همان طور که در این شکل مشاهده می‌شود در تمامی دماها و در نرخ کرنش‌های کمتر از s^{-1} ۰/۱ شکل ظاهری منحنی‌ها مشابه با منحنی وقوع تبلور مجدد است، اما با افزایش نرخ کرنش به s^{-1} ۱ تغییر شیب منحنی‌ها نشان‌دهنده رفتار بازیابی دینامیکی است. قابل ذکر است که با افزایش دما تمایل به بازیابی بیشتر و تبلور مجدد کمتر می‌شود. همچنین به طور کلی با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش (افزایش مدت زمان پخش حرارت) به دلیل کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها در اثر بازآرایی و حذف، نرخ کار سختی کاهش می‌یابد. نتایج مشابه در تغییر شکل گرم آلیاژ Ti-64 توسط پورتانوید و همکاران [29] گزارش شده است.



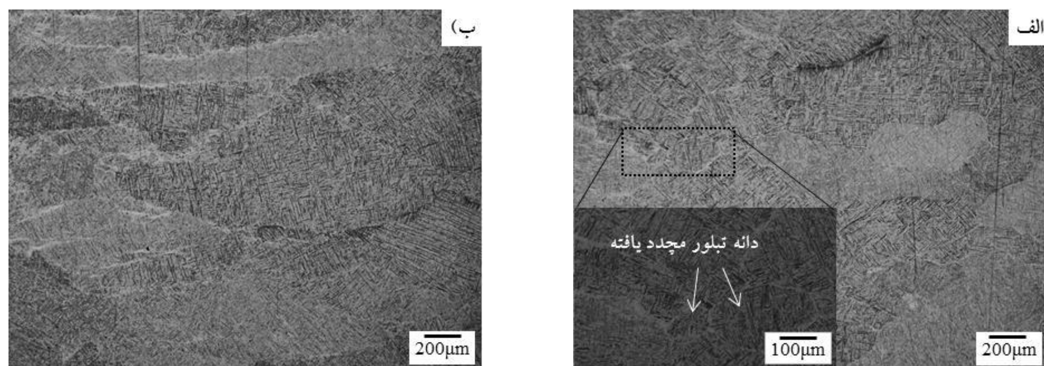
شکل ۷ تغییرات نرخ کارسختی آلیاژ Ti-811 در دماها و نرخ‌کرنش‌های متفاوت

مشاهدات ریزساختاری

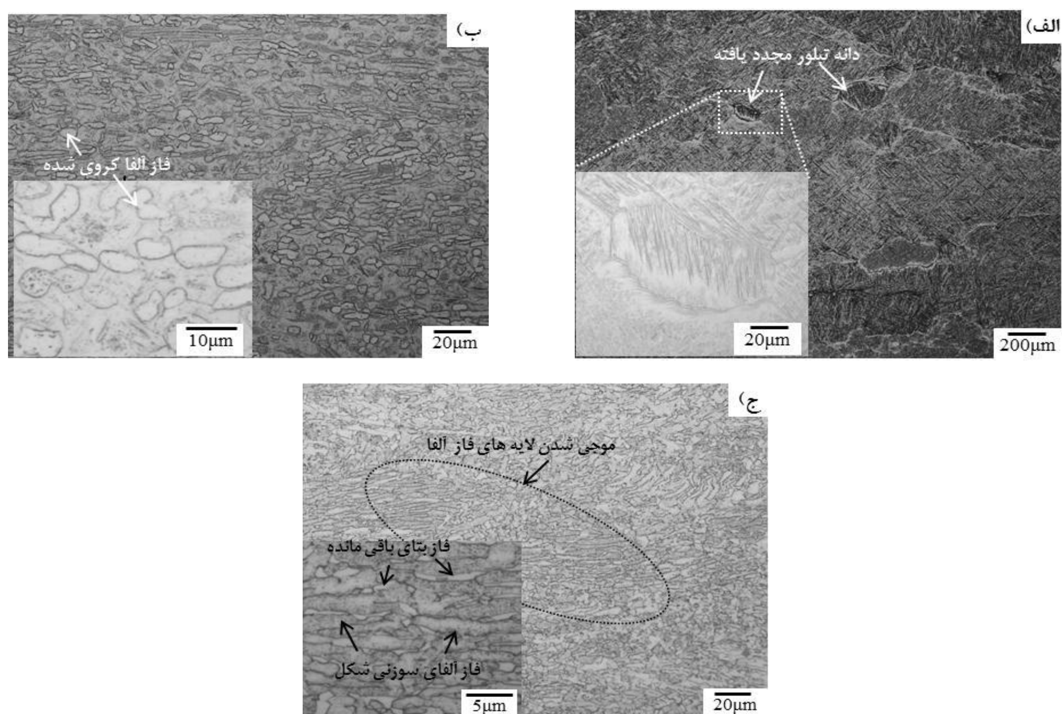
تحلیل‌های مکانیکی به خوبی نشان داد که در ناحیه تک فاز بتا دو پدیده بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی به ترتیب در نرخ کرنش‌های بالا و پایین اتفاق می‌افتد، در ادامه تصاویر ریزساختاری نیز تأیید کننده این پدیده‌ها در ناحیه تک فاز هستند. تصاویر ریزساختار ناحیه تک فاز بتا برای دمای ۱۰۵۰°C و نرخ کرنش $۰/۰۰۱s^{-1}$ در شکل (۸) نشان داده شده است. بر اساس شکل در نرخ کرنش $۰/۰۰۱ s^{-1}$ ریزساختار شامل دانه‌های کشیده شده (Elongated grain) فاز بتا است که با دانه‌های کوچک حاصل از تبلور مجدد (Rex grain) احاطه شده‌اند. وجود این ریزساختار تأیید کننده وقوع تبلور مجدد در ناحیه تک فاز بتا است. قابل ذکر است که دانه‌های کوچک تبلور مجدد کسر حجمی کمی از ریزساختار را به خود اختصاص می‌دهند که دلیل آن نرخ بالای بازیابی و نفوذ در خود سریع فاز بتا است [25,28]. ریزساختار برای دمای ۱۰۷۵°C در دو نرخ کرنش $۰/۰۰۱s^{-1}$ و $1s^{-1}$ در شکل (۹) نشان داده شده است. بر اساس شکل‌ها در نرخ کرنش $۰/۰۰۱s^{-1}$ ریزساختار شامل دانه‌های کوچک تبلور مجدد است که با افزایش نرخ کرنش به $۱ s^{-1}$ تنها دانه‌های کشیده شده قابل مشاهده است که نشان از وقوع بازیابی دینامیکی است. دلیل این پدیده اثر زمان با تغییر نرخ کرنش است، در نرخ کرنش‌های پایین زمان کافی برای رشد دانه‌های تبلور مجدد وجود دارند اما در نرخ کرنش بالا هرچند چگالی نابه‌جایی بالاتر است اما به دلیل زمان کوتاه تغییر شکل تنها بازآرایی نابه‌جایی‌ها اتفاق می‌افتد و دانه‌های جدید ایجاد نمی‌شود یا در صورت ایجاد، فرصت کافی برای رشد ندارد. تحقیقات دیگر در زمینه تغییر شکل آلیاژهای تیتانیم در محدوده تک فاز بتا نیز هر چند وقوع تبلور مجدد دینامیکی را گزارش کرده‌اند اما بیان داشته‌اند که دانه‌های حاصل از تبلور مجدد کسر کمی از ریزساختار را به خود اختصاص می‌دهند. جهازی و همکاران [11] و وانجارا و همکاران [30] در تغییر شکل گرم آلیاژ نزدیک آلفا IMI834 بازیابی دینامیکی در کنار تبلور مجدد جزئی را به عنوان مکانیزمهای تغییر شکل در دماهای بالاتر از استحاله بتا گزارش کرده‌اند. هان و همکاران [31] در تغییر شکل آلیاژ نزدیک آلفا، Ti600 وقوع بازیابی دینامیکی در وضعیت بتا فورج را تأکید کرده‌اند. وقوع بازیابی به ساختار bcc و نیز انرژی نقص چیده شدن بالا از فاز بتا مربوط است [32]. در ادامه شکل (۱۰) ریزساختار دماهای ۱۰۲۵°C، ۱۰۰۰°C و ۹۷۵°C را نشان می‌دهد. همان طور که پیش از این گفته شد دمای استحاله بتا برای این آلیاژ برابر با ۱۰۳۰°C تخمین زده شد؛ بنابراین ریزساختار دمای ۱۰۲۵°C باید شامل دو فاز آلفا و بتا باشد اما مشاهدات ریزساختاری (شکل ۱۰–الف) برای این دما مشابه با دماهای ناحیه تک فاز بتا است. دلیل این پدیده تغییر فاز دینامیکی ناشی از کرنش است. در این پدیده گرمای حاصل از تغییر شکل منجر به افزایش دمای تغییر شکل به بالاتر از دمای استحاله بتا شده که در نتیجه آن فاز آلفا به فاز بتا تبدیل می‌شود و بعد از کوئینچ مشابه با وضعیت بتا آنیل ساختار لایه‌ای مشاهده می‌شود. در مورد دمای ۱۰۲۵°C این پدیده سبب شده که با افزایش دما به بالاتر از دمای استحاله تمام فاز آلفا به فاز بتا تبدیل شود که بعد از تغییر شکل و کوئینچ به صورت دانه‌های کشیده شده از فاز بتا مشاهده می‌شود. لازم به ذکر است که مشابه با ناحیه تک فاز بتا در نرخ کرنش $۰/۰۰۱s^{-1}$ تبلور مجدد اتفاق افتاده و منحنی سیلان نیز نقطه حداکثری را نشان می‌دهد و در نرخ کرنش $۱s^{-1}$ بازیابی اتفاق افتاده که منحنی سیلان نیز صاف و بدون نقطه حداکثری ظاهر شده است (شکل ۴–ب). شکل (۱۰–ب) و (۱۰–ج) نشان‌دهنده ریزساختار ناحیه دو فازی برای دو دمای ۱۰۰۰°C و ۹۵۰°C هستند که کروی شدن آلفای لایه‌ای به عنوان اصلیترین پدیده مطرح است که با عنوان تبلور مجدد هندسی نیز شناخته می‌شود. در دمای ۱۰۰۰°C کروی شدن لایه‌های آلفا کامل و واضح است اما با کاهش دما از ۱۰۰۰ به °C ۹۵۰ تنها موجی شدن لایه‌های آلفا که به عنوان مراحل مقدماتی برای کروی شدن به شمار می‌روند، مشاهده می‌شوند. همچنین کاهش کسر حجمی فاز آلفا با افزایش دما نشان از تغییر فاز دینامیکی فاز آلفا به بتا در حین تغییر شکل است. محاسبات نشان داد که کسر حجمی فاز آلفا برای دمای ۹۵۰°C برابر با ۸۱٪ است که با افزایش دما به ۱۰۰۰°C به ۲۱٪ کاهش می‌یابد. در تحلیل منحنی‌های سیلان گفته شد که در دمای ۱۰۰۰°C و نرخ کرنش s^{-1} ۱، منحنی صاف و بدون افت در تنش است، که دلیل آن افزایش قابل توجه کسر فاز بتا در اثر تغییر فاز دینامیکی است به طوری که در این نرخ کرنش کسر فاز بتا برابر با ۸۸٪ محاسبه شد. بر اساس نتایج ارائه شده در مورد رفتار تغییر شکل آلیاژ Ti-811 و با توجه به کاربرد این آلیاژ برای پره‌های توربین‌ها و کمپرسورها دمای ۱۰۰۰°C می‌تواند دمای مناسب برای تغییر شکل باشد. در ساخت این پره‌ها نیاز به ساختار بایمودال از فاز آلفا و بتا است که ساختار لایه‌ای تأمین‌کننده مقاومت به خزش بالا و فاز آلفای هم محور تأمین‌کننده مقاومت به خستگی سیکل بالا است که این مهم در ریزساختار دمای ۱۰۰۰°C محقق شده است و فاز آلفای هم محور در زمینه‌ای از فاز بتای لایه‌ای قرار گرفته است.



شکل ۸ ریزساختار دمای ۱۰۵۰°C و نرخ‌کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱، حضور دانه‌های کشیده شده در جهت عمود بر محور فشار و دانه‌های کوچک تبلور مجدد روی مرزدانه‌ها



شکل ۹ ریزساختار در دمای ۱۰۷۵°C و نرخ‌کرنش الف) s^{-1}۰/۰۰۱ ، ب)s^{-1} ۱



شکل ۱۰ ریزساختار حاصل از تغییر شکل در نرخ کرنش ثابت s^{-1}۰/۰۰۱ و دماهای ، (الف) ۱۰۲۵ °C ، (ب) ۱۰۰۰ °C ، (ج) ۹۷۵ °C

نتیجه‌گیری

در این پژوهش رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ Ti-811 با استفاده از آزمون فشــار گرم در محدوده دمایی ۹۵۰˚C تا ۱۰۷۵۰˚C و نرخ کرنش ۰/۰۰۱ تا $1s^{-1}$ تحت کرنش ثابت۰/۶ مورد مطالعه قرار گرفت. مهمترین نتایج حاصل از این تحقیق را می‌توان به‌صورت زیر عنوان نمود.

۱. منحنی‌های سیلان نشان داد که برای تمامی دماها پس از نقطه حداکثر تنش نرمی سیلان اتفاق می‌افتد، که با توجه به حذف اثر گرمای تغییر شـــکل از منحنی‌ها تحولات ریزســـاختاری سبب این پدیده است.

۲. تمامی دماهای ناحیه تک فاز در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ نقطه تنش حداکثری را در کرنش‌هایی کمتر از ۰/۱ نشان دادند که پس از آن منحنی دچار افت تنش شده و در نهایت به حالت پایدار تبدیل می‌شود که این نشانه‌ها مشابه با وقوع تبلور مجدد دینامیکی در ریزساختار است.

۳. تحلیل‌های مکانیکی نظیر منحنی‌های نرخ کارسختی بر حسب کرنش نشان داد که کرنش حداکثری برای دماهای ناحیه تک فاز متفاوت و وابسته به پارامتر زنر هولمان است در حالی که برای دماهای ناحیه دو فازی کرنش حداکثری تقریبا ثابت است که این موضوع تأییدکننده وقوع تبلور مجدد دینامیکی در ناحیه تک فاز بتا و وقوع تحولاتی غیر تبلور مجدد در ناحیه دو فازی است.

۴. منحنی‌های نرخ کار سختی بر حسب تنش نشان داد که برای ناحیه تک فازی در نرخ کرنش‌های کمتر از $0/1s^{-1}$ تبلور مجدد دینامیکی و در نرخ کرنش‌های بالاتر از $0/1s^{-1}$ بازیابی دینامیکی اتفاق می‌افتد.

۵. در ناحیه دو فازی پدیده کروی شدن و موجی شدن لایه‌های آلفا در کنار تغییر فاز دینامیکی ناشـــی از کرنش مهمترین پدیده‌های ریزساختاری هستند.

۶. بر اساس نتایج ارائه شده در مورد رفتار تغییر شکل آلیاژ Ti-811 و با توجه به کاربرد این آلیاژ برای پره‌های توربین موتور جت دمای ۱۰۰۰˚C می‌تواند دمای منا سب برای تغییر شکل باشد.

تقدیر و تشکر

مراجع

[1] L. J. Huang, L. Geng, A. B. Li, X. P. Cui, H. Z. Li, and G. S. Wang, "Characteristics of hot compression behavior of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy with an equiaxed microstructure", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 505, pp. 136–143, (2009).

[2] Z. Ding, Z. Jiao, Metallic Materials for Making Multi-Scaled Metallic Parts and Structures, *Elsevier Ltd.* vol. 1, pp. 1-20, (2020).

[3] I. J. Polmear, *Light Alloys*, 4th ed. Melbourne, Australia, (2006).

[4] H. G. Wang, F. Wang, and Y. P. Song, "Effects of heat treatment on microstructures and properties of Ti811 alloys", *Applied Mechanics and Materials*, vol. 119, pp. 1032–1035, (2012).

[5] X. Shi, W. Zeng, Y. Long, and Y. Zhu, "Microstructure evolution and mechanical properties of near- a Ti-8Al-1Mo-1V alloy at different solution temperatures and cooling rates", *Journal of alloys and compounds*, vol. 727, pp. 555–564, (2017).

[6] B. Saha, B. Jana, J. S. Yadav, and C. H. R. Krishna, "Development and certification of Ti-8AI-1Mo-IV alloy for HP compressor blades for Adour engine applications", *Bulletin of Materials Science*, vol. 19, pp. 661 669, (1996).

[7] G. S. Prabhunandan and H. V Byregowda, "Study on Ti-8Al-1Mo-1VAlloy (Near Alpha Alloy) Steam Turbine Rotor Blade using FEA", *Proceedings of the 4th International Conference on Multidisciplinary Research & Practice*

(41CMRP-2017), India. vol. 3, pp. 28–30, (2017).

[8] G. J. Tchein *et al.*, "Analytical modeling of hot behavior of Ti-6Al-4V alloy at large strain", *Materials Design*, vol. 161, pp. 114–123, (2019).

[9] H. Matsumoto, K. Yoshida, S. H. Lee, Y. Ono, and A. Chiba, "Ti-6Al-4V alloy with an ultrafine-grained microstructure exhibiting low-temperature-high-strain-rate superplasticity", *Materials Letters*, vol. 98, pp. 209–212, (2013).

[10] M. Zakaria and X. Wu, "Response of titanium alloys to high strain rate deformation", *Materials Science and Technology*, vol. 21, pp. 225–231, (2005).

[11] P. Vo, M. Jahazi, and S. Yue, "Recrystallization during thermomechanical processing of IMI834", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 39, pp. 2965–2980, (2008).

[12] S. Luo, D. Zhu, L. Hua, D. Qian, S. Yan, and F. Yu, "Effects of Process Parameters on Deformation and Temperature Uniformity of Forged Ti-6Al-4V Turbine Blade", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 25, pp. 4824–4836, (2016).

[13] A. Momeni and S. M. Abbasi, "Effect of hot working on flow behavior of Ti-6Al-4V alloy in single phase and two-phase regions", *Materials Design*, vol. 31, pp. 3599–3604, (2010).

[14] X. Zhou, K. Wang, S. Lu, X. Li, R. Feng, and M. Zhong, "Flow behavior and 3D processing map for hot deformation of Ti-2.7Cu alloy", *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, pp. 2652–2661, (2020).

[15] K. Yang *et al.*, "Very high cycle fatigue behaviors of a turbine engine blade alloy at various stress ratios", *International Journal of Fatigue*, vol. 99, pp. 35–43, (2017).

[16] S. Cao, C. Voon, S. Lim, B. Hinton, and X. Wu, "Cracking properties of a Ti-8Al-1Mo-1V alloy", *Corrosion science*, vol.7, pp. 1–12, 2016.

[17] R. Boyer and G. Welsch, *Materials Properties Handbook : Titanium Alloys*, 4th ed, (2007).

[18] H. Monajati, M. Jahazi, S. Yue, and A. K. Taheri, "Deformation Characteristics of Isothermally Forged UDIMET 720 Nickel-Base Superalloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 36, pp. 895–905, (2005).

[19] Y. Ma, F. Zhao, J. He, and J. Wang, "Correction of Flow Stress for Hot Compression of INCO718 Alloy," *International Conference on Manufacturing Science and Engineering (ICMSE 2015*), China, pp. 1431–1436, (2015).

[20] B. Guo, S. L. Semiatin, J. J. Jonas, and S. Yue, "Dynamic transformation of Ti–6Al–4V during torsion in the two-phase region", *Journal of Materials Science*, vol. 53, pp. 9305–9315, (2018).

[21] J. Koike, Y. Shimoyama, T. Okamura, and K. Maruyama, "Superplasticity assisted by stress-induced phase transformation in Ti-5.5AI-1Fe alloy", *Materials Science Forum*, vol. 304–306, pp. 183–188, (1999).

[22] Y. Su, F. Kong, F. You, X. Wang, and Y. Chen, "The high-temperature deformation behavior of a novel near-α titanium alloy and hot- forging based on the processing map", Vacuum, vol. 173, PP.1-30, (2019).

[23] Z. X. Zhang, S. J. Qu, A. H. Feng, J. Shen, and D. L. Chen, "Hot deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy: Effect of initial microstructure", *Journal of alloys and compounds*, vol. 718, pp. 170–181, (2017).

[24] P. Vo, "Flow and microstructure development of a near-alpha titanium alloy during thermomechanical processing", *Thesis Submitted to the Faculty of Graduate Studies and Research in Partial Fulfillment of the Requirements for the*

Degree of Doctor of Philosophy, Canada, (2009).

[25] P. Wanjara, M. Jahazi, H. Monajati, S. Yue, and J. P. Immarigeon, "Hot working behavior of near-α alloy IMI834", Materials Science and Engineering: A, vol. 396, pp. 50–60, (2005).

[26] R. Amirarsalani, M. Morakabati, and R. Mahdavi "Evaluating Hot Deformation Behavior of W360 Tool Steel By Hot Compression Test", *Journal of Advanced Materials in Engineering*, vol. 40, pp. 113-131, (2021).

[27] A. Momeni, H. R. Ezatpour, M. Jahazi, P. Bocher, and G. R. Ebrahimi, "Dynamic recrystallization in Monel400 Ni-Cu alloy: Mechanism and role of twinning", Materials Science and Engineering: A, vol.744, pp. 376-385, (2018).

[28] S. M. Abbasi, A. Momeni, Y. C. Lin, and H. R. Jafarian, "Dynamic softening mechanism in Ti-13V-11Cr-3Al beta Ti alloy during hot compressive deformation", Materials Science and Engineering: A, vol. 665, pp. 154-160, (2016).

[29] J. Porntadawit, V. Uthaisangsuk, and P. Choungthong, "Modeling of flow behavior of Ti-6Al-4V alloy at elevated temperatures", Materials Science and Engineering: A, vol. 599, pp. 212–222, (2014).

[30] P. Wanjara, M. Jahazi, H. Monajati, and S. Yue, "Influence of thermomechanical processing on microstructural evolution in near-α alloy IMI834", Materials Science and Engineering: A, vol. 416, pp. 300–311, (2006).

[31] Y. Han, W. Zeng, Y. Qi, and Y. Zhao, "Optimization of forging process parameters of Ti600 alloy by using processing map", Materials Science and Engineering: A, vol. 52, pp. 393–400, (2011).

[32] G. Lianggang, F. Xiaoguang, Y. Gaofeng, and Y. He, "Microstructure control techniques in primary hot working of titanium alloy bars : A review", *Chinese Journal of Aeronautics*, vol.1, pp. 1-11, (2015).